Mn、Ni、Mo 含量对热煨弯管焊缝组织转变和低温韧性的影响

董利明[1,2] 杨 莉[1] 戴 军[1] 张 宇[2] 王学林[3] 尚成嘉[3]

1 常熟理工学院汽车工程学院 常熟 215500

2 江苏省(沙钢)钢铁研究院 张家港 215625

3 北京科技大学材料科学与工程学院 北京 100083

摘 要 以 Mn-Ni-Mo 为主要合金体系，研制了 K65 热煨弯管用高强高韧埋弧焊丝。采用该焊丝制得的直缝管焊缝金属抗拉强度达 741~768 MPa，显微硬度为 231~250 HV_{10}，-40 ℃冲击功均为 90~185 J；直缝管焊缝经热处理工序后，-40 ℃冲击功为 65~124 J，比直缝管焊缝出现较大幅度下降。利用 OM、LePera、SEM (EBSD)及 TEM 观察焊缝组织，研究焊缝中 Mn、Ni、Mo 含量对 K65 热煨弯管组织转变和低温韧性的影响。结果表明：直缝管焊缝中 Mn、Ni 含量的增加会促进针状铁素体的形成，适当增加 Mo 含量，降低 Mn、Ni 含量能使焊缝达到最佳强韧性能；经过热处理后，焊缝中针状铁素含量降低，上贝氏体含量增加，大尺寸沿晶分布的渗碳体是焊缝金属低温韧性下降的原因，但 Mo 含量为 0.2%时仍能保证大角度晶界比例达 67.1%，使焊缝金属的-40 ℃低温韧性达 124 J。

关键词 管线钢，埋弧焊丝，热煨工艺，焊缝金属，低温韧性，针状铁素体

中图分类号 TG142 文章编号 0412-1961(2017)×-××-×

Effect of Mn, Ni, Mo Contents on Microstructure Transition and Low Temperature Toughness of Weld Metal for K65 Hot Bending Pipe

DONG Liming [1,2], YANG Li [1], DAI Jun [1], ZHANG Yu [2], WANG Xuelin [3], SHANG Chengjia[3]

1 College of Automotive Engineering, Changshu Institute of Technology, Changshu 215500, China

2 Institute of Research of Iron and Steel of Sha-steel, Zhangjiagang 215625, China

3 College of Materials Science and Engineering, Science and Technology University of Beijing,

---

收稿日期 2016-09-08 **定稿日期** 2017-03-15

作者简介 董利明，男，1985 年生，博士，工程师

通讯作者 董利明，donglm@cslg.cn，主要从事

DOI 10.11900/0412.1961.2016.00403

Beijing 100083, China

Correspondent: DONG Liming, engineer, Tel: (0512)52252016, E-mail: donglm@cslg.cn

Manuscript received 2016-09-08, in revised form 2017-03-15

ABSTRACT To increase transport efficiency and to lower the costs of pipeline construction, longitudinally submerged arc welded (LSAW) pipes with larger diameters and thicker walls have been increasingly used by the pipeline industry. For example, in Russia, the LSAW pipeline in the Bovanenkovo-Ukhta project was recently constructed with K65 steel (the highest grade of the Russian natural gas pipeline), which is similar in specifications and yield strength requirement (550 MPa grade) to API X80 but has a stricter low temperature toughness value of 60 J at −40 ℃ (compared to −20 ℃ for API X80 grade) due to the extreme Arctic environment. Although weld metal with acicular ferrite (AF) has been developed to meet the requirement of low temperature toughness, the main objective of the present work was to clarify the microstructural evolution and the resulting changes in mechanical properties after the bending process. Hot bending pipes are necessary links in the construction of pipeline lying, which make more stringent standards for the strength and low temperature toughness. That puts forward a challenge especially to the weld bead because of the deterioration of toughness during the hot bending process. In this work, submerged arc welding wire with high strength and toughness were developed for K65 hot bending pipes, and the alloying elements of Mn, Ni, Mo was considered to estimate the microstructure evolution and the effect of low temperature toughness for the weld metal. The results showed the low temperature toughness at -40 ℃ reached 90~185 J and 65~124 J for weld metal of straight seam pipe and hot bending pipe respectively, which reflect the excellent role of alloying elements of Mn, Ni, Mo. Microstructure characterization revealed that the weld metal, which originally consisted mainly of AF in the as-deposited condition, became predominantly composed of bainitic ferrite (BF) after hot bending. In addition, the large size cementite along the grain boundary was also the reason for the deterioration of toughness. It is found that reaustenisation caused a small austenite grain-sized matrix, which brought about a very high volume fraction of bainite. However, the low temperature toughness for hot bending pipe was improved to 124 J for the weld metal with 0.2%Mo, in which about 67.1% of high angle grain boundary were found. It is clear that the process of reaustenitisation during the bending process plays an important role in successful microstructural design for the steel weld metals.

KEYWORDS pipe line, submerged arc welding wire, hot bending process, weld metal, low temperature toughness, acicular ferrite

油气输送管道建设中，常采用热煨弯管或管件(三通、弯头等)来改变管线铺设方向。近年来，为了适应长输管线大口径、大壁厚、高压输送的发展趋势，对弯管和三通等管件提出了更高的要求[1,2]。就其生产过程而言，弯管和管件均由直缝焊母管热成形加工制成，为了保证各部位的性能要求，往往需要进行整体热处理。通过微合金优化设计、洁净钢冶炼和控轧控冷(TMCP)技术，能够提供足够强韧特性的管体母材。然而，由于缺乏专用焊丝，埋弧焊缝在淬火和高温回火的热处理过程中容易发生严重的低温脆化[3]，造成低温韧性波动大甚至不合格的质量问题。因此，研究焊丝合金元素，特别是强韧化元素 Mn、Ni、Mo 对管件埋弧焊缝热处理后的组织变化和力学性能的影响具有重要的理论和工程实际意义。

合金元素对管线钢焊缝组织和性能的影响一直是国内外学者的研究热点。一般而言，具有高强高韧的低合金焊缝组织主要为针状铁素体(AF)、粒状贝氏体(GB)及少量马氏体/奥氏体(M/A)的组织形态[4]，Mn、Ni 等合金元素的添加有助于焊缝产生高含量的 AF 和细小的 GB，可以显著提高抗微裂纹扩展能力，增强焊缝金属的强韧性。Keehan 等[5,6]认为，尽管增加 Mn 和 Ni 含量有助于提高高强钢焊缝强度，但过量 Mn (2%，质量分数，下同)和 Ni (7%~9%)均对焊缝韧性不利。Bhole 等[7]则研究了 Ni、Mo 含量对 X70 管线钢埋弧焊缝组织和性能的影响，认为同时添加 Ni、Mo 可增加焊缝中的韧性组织 AF 的比例，并当 Ni、Mo 含量分别为 2.0%~2.9%和 0.7%~0.9%时，可使焊缝具有最佳的强韧组织比例(77%，AF+20%GB，体积分数)。近年来，基于 Mn-Ni-Mo 合金体系的埋弧焊材也逐渐被开发并用于 X80、X90 甚至 X100 等高等级管线钢[8~10]。尽管上述研究结果能够满足管线钢中直缝管焊缝的性能要求，但制备弯管过程需要经过一个短时间的高温奥氏体化(A_{c3} 以上，A_{c3} 为加热时铁素体转变为奥氏体的终了温度)和喷水冷却过程，这对弯管焊缝的组织和性能产生较大的影响，严重恶化了弯管焊缝的低温韧性，很难满足例如 K65 管线钢的设计要求[11,12]。Wu 等[13]认为，较高 Ni 含量能有效增加焊缝 AF 的含量，但在焊缝热处理时也会促进 M/A 形核析出，加速渗碳体在回火过程中粗化，导致低温韧性降低。由此可见，合金元素对焊态及热处理态焊缝组织的作用具有较大的差别，只有优化关键合金元素含量才能保证热处理态焊缝的强韧性能，然而目前还未见通过 Mn-Ni-Mo 合金元素含量控制热煨弯管焊缝组织及强韧性能的报道。

本工作针对 K65 管线钢直缝管及热煨弯管的性能要求，通过 Mn-Ni-Mo 焊丝成分的合理设计，实现焊缝以 AF 为主的组织控制。通过对直缝管和弯管焊缝进行组织观察，研究焊

缝中不同 Mn、Ni、Mo 配比对焊缝中组织和力学性能的影响，重点分析焊缝金属经热处理后的组织转变行为对焊缝低温韧性的影响机制。

1 实验方法

1.1 焊丝成分设计及制备

K65 是俄罗斯的管线钢牌号，其强度级别相当于国内的 X80 管线钢，但由于服役环境处于常年冻土地带，对低温韧性具有很高的要求，其设计标准如表 1[14]所示。针对高强度、低温韧性的技术要求，采用低 C 的 Mn-Ni-Mo-Ti-B 合金体系设计 4 种焊丝，其化学成分(质量分数，%，下同)为：C 0.08，Si 0.1，S 0.006，P 0.01，(Mn+Ni+Mo) 2.5~4.2，以及适量 Ti 和 B，Fe 余量，其中主要区别为 Mn、Ni、Mo 配比不同。其主要设计原则为：(1) 在低 C 的基础上添加 Mn 和 Mo 等合金元素提高焊缝金属强度，同时依据 Mn、Ni 对韧性的作用机制，适当添加 Ni 来保证焊缝金属具有足够的低温冲击韧性；(2) Ti、B 的添加会在焊缝内形成 Ti 的氧化物、氮化物，一方面抑制先共析铁素在晶界形核，另一方面可成为焊缝金属中 AF 的形核核心，有利于提高 AF 比例，从而保证低温韧性；(3) 适量 Mo 的添加可抑制热处理过程中碳化物的析出，提高淬透性；还可降低相变温度和 AF 的长大速度，细化晶粒。

采用 80 kg 真空感应炉按设计成分进行熔炼，经锻造、热轧、退火、拉拔和镀铜等工艺后，制得直径 4.0 mm 的实芯埋弧焊丝。

表 1 K65 和 X80 管线钢的技术要求对比[14]

Table1 Mechanical properties of K65 and X80 pipeline steel[14]

Steel	$R_{p0.5}$ MPa	R_m MPa	Z %	T ℃	Impact energy / J BM Single	BM Average	WM Single	WM Average
K65	555~665	≥640	≥18	-40	≥150	≥200	≥42	≥ 56
X80	555~690	≥625	-	-10	≥140	≥180	≥80	≥ 90

Note: $R_{p0.5}$— yield strength, R_m— tensile strength, Z— elongation, T— temperature of impact testing, BM— base metal, WM— weld metal

1.2 焊接实验

焊接钢板为 30.8 mm 厚的 K65 管线钢，其化学成分为：C 0.06，Si 0.19，Mn 1.66，Ni 0.37，P 0.01，S 0.002，(Cr+Cu+V+Nb+Mo+Al) 0.74，(Ti+B) 0.017，Fe 余量。

研制的焊丝均搭配 SJ101-995N 焊剂在实际管线钢生产线进行多丝埋弧焊接实验。依据管线钢实际焊接工艺要求，首先采用 CO_2+Ar 的混合气体进行单丝气保护打底焊，然后再进行双面四丝埋弧填充焊。其中气保护打底焊工艺参数为：电流为 550 A，电压为 22 V，Ar：CO_2=4：1，焊接速率为 200 cm/min，焊丝直径为 3.0 mm。四丝埋弧填充焊工艺参数如表 2 所示。

表 2 埋弧焊接工艺参数

Table2 Submerged arc welding parameters

Bead	Wire-1		Wire-2		Wire-3		Wire-4		Welding speed	Heat input (η=0.9)
	Current A	Voltage V	Current A	Voltage V	Current A	Voltage V	Current A	Voltage V	$cm \cdot min^{-1}$	$kJ \cdot cm^{-1}$
Inside	950	33	850	36	750	40	600	42	110	57.5
Outside	1200	33	900	36	800	40	650	40	120	58.5

Note: η—thermal efficiency



1.3 热煨弯管工艺

弯管制备过程示意图如图 1 所示。尽管焊道位于热弯过程的上表面，受到的拉应力或压应力最小，但其热循环过程依然会对组织和性能产生较大影响。图 2 为热模拟工艺，包含热弯和回火过程。热模拟工艺参数设定依据实际弯管制备工艺而定，为与实际热煨弯管生产工艺相符，模拟热弯过程在 Gleeble-3800 热模拟试验机上进行(忽略热形变)，回火过程在普通电阻加热炉内完成。试样由实际焊接的 30.8 mm 厚 K65 平板焊接接头取热模拟试样，取样位置如图 2 所示，试样尺寸为 60 mm×11 mm×11 mm。

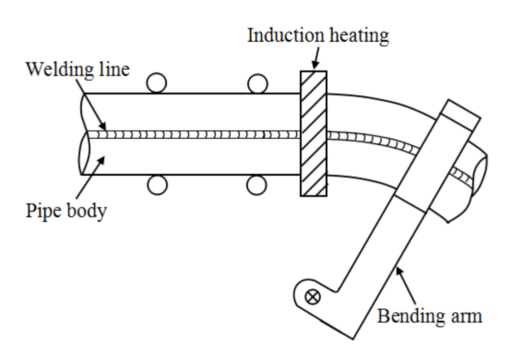


图 1 弯管热煨弯制示意图

Fig.1 Schematic of the industrial hot pipe bending process

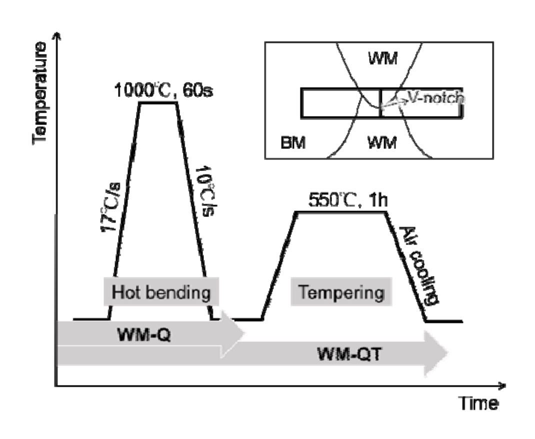


图 2 热弯和回火的热模拟工艺及取样位置

Fig.2 Schematic of thermal simulation including bending and tempering for samples (WM-Q means the quenching process of the weld; WM-QT means the quenching and tempering process of the weld)

1.4 性能测试与组织表征

焊后采用 PDA-5000 直读光谱仪对设计的种焊缝金属进行成分测定。分别对直缝管(焊态)和弯管焊缝(热处理态)进行力学性能测试：采用 INSTRON MPX-450 摆锤冲击试验机进行低温冲击实验，标准试样尺寸为 10 mm×10 mm×55 mm，V 形缺口位置依据 ASTM E1820-05a；采用 INSTRON 3360 万能材料试验系统进行室温拉伸实验；采用 Willson Tukon-2500 Vicker 硬度计进行 Vickers 硬度测量，载荷为 10 kg。上述实验的取样及检测位置如图 3 所示。

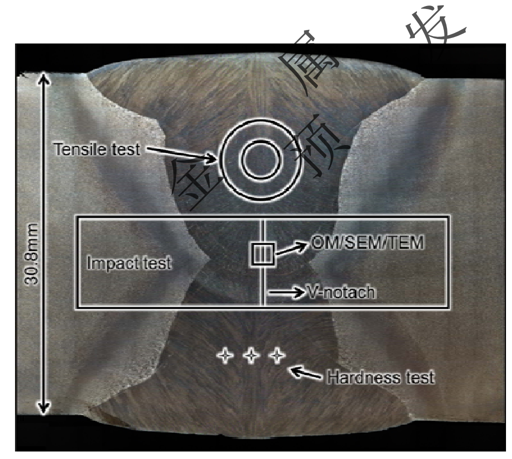


图 3 焊缝宏观形貌及测试位置示意图

Fig.3 Macrograph of the weld joints and schematic of the position for test

对截取的焊接接头样品，经砂纸逐级磨制至 1500 号后进行机械抛光，采用浓度为 4%的硝酸酒精侵蚀 10 s，用于光学显微镜(OM)观测，对比直缝管焊缝(WM)、淬火态(WM-Q)、

回火态(WM-QT)的组织，同时采用 Lepera 试剂进行侵蚀，观察不同状态下 M/A 分布及含量。利用 JEM-2100F 透射电子显微镜(TEM)分析焊缝在不同状态下的微观组织，利用 JSM-7100F 场发射扫描电镜(SEM)的电子背散射衍射(EBSD)功能分析不同状态焊缝中晶粒尺寸、大小角度晶界等情况。冲击断口形貌观察在 Sigma-300 SEM 下完成。

2 实验结果

2.1 母材组织及力学性能

钢板焊前为热轧态，其显微组织的 OM 像如图 4 所示。可见，K65 管线钢母材显微组织由 GB 和少量 AF 构成，其屈服强度为 621 MPa，抗拉强度 739 MPa，延伸率为 20.8%，-40 ℃冲击功为 269 J。

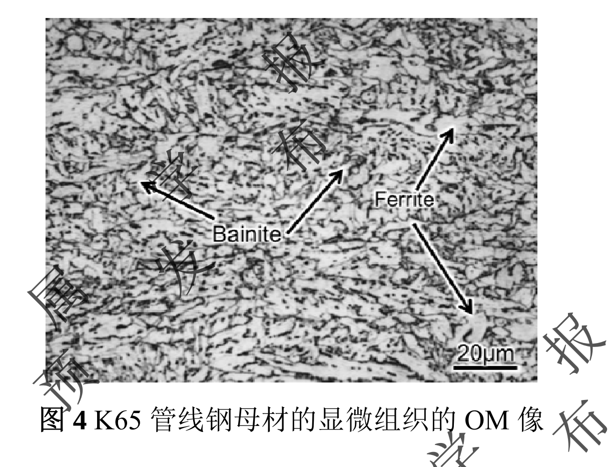


图 4 K65 管线钢母材的显微组织的 OM 像

Fig.4 Microstructure of K65 base metal

2.2 焊接接头宏观形貌及焊缝金属成分

图 3 也显示了典型的四丝双面埋弧焊接头的宏观形貌。断面组织观察及超声探伤检测未发现裂纹、气孔和夹渣等宏观缺陷，焊缝内外表面成形良好。4 种焊缝的实测化学成分如表 3 所示，主要差异体现在 Mn、Ni、Mo 3 种成分，这是由于焊丝成分设计差异所致。

表 3 焊缝金属化学成分

Table 3 Chemical compositions of the weld metals

(mass fraction / %)

No.	C	Si	Mn	Ni	Mo	P	S	Others	Fe
1#	0.063	0.21	1.60	1.19	0.132	0.010	0.0046	0.305	Bal.
2#	0.063	0.21	1.60	1.39	0.127	0.011	0.0050	0.307	Bal.
3#	0.067	0.22	1.81	1.13	0.256	0.011	0.0054	0.301	Bal.
4#	0.068	0.23	1.99	1.17	0.191	0.011	0.0057	0.313	Bal.

2.3 焊缝金属的力学性能

表4给出了4种焊缝金属的拉伸性能和不同状态时的Vickers硬度测试结果。可以看出，所设计焊丝经过实际埋弧焊接实验后，焊缝金属的屈服强度 $R_{p0.5}$ 和硬度均随着合金成分(Mn+Ni+Mo)含量的增加而增大。4 种焊缝金属的屈服强度达到 583~689 MPa，抗拉强度达到 714~768 MPa，延伸率均大于 21%，能够满足 K65 管线钢的设计标准要求。对比焊态(WM)和热处理态(WM-QT)焊缝金属显微硬度可见，热处理后焊缝金属的显微硬度比焊态焊缝金属略有提高，但均未超过同级别 X80 管线钢焊缝金属的上限要求(275 HV_{10})[15]，说明热处理后焊缝金属的抗拉强度也能满足 K65 管线钢的标准要求。

表 4 焊缝金属拉伸性能和不同状态时的显微硬度

Table 4 Tensile properties of the weld metal and hardnesses at different condition

No.	$R_{p0.5}$ MPa	R_m MPa	Z %	Hardness / HV_{10} WM	Hardness / HV_{10} WM-QT
1#	583	723	21.8	231	230
2#	606	722	23.5	238	240
3#	647	714	22.0	244	253
4#	689	768	21.7	250	259

图 5 所示为 4 种焊缝金属在焊态和热处理态的-40 ℃低温冲击功。从工程应用角度考虑，冲击功的单个最小值代表最低冲击韧性，且往往更能体现接头的韧性等级。从图 5 可见，4 种焊缝在焊态的-40 ℃冲击功最小值为 90 J，热处理态的-40 ℃冲击功最小值为 59 J，均能满足表 1 所示的 K65 管线钢技术标准。分析焊态焊缝的低温冲击功与焊缝金属成分的关系可以发现， Mn、Ni 和 Mo 的添加对韧性具有显著的作用：焊缝中增加 0.2%Ni 能使冲击功提高约 60 J (1#和 2#对比)；而 Mn 和 Mo 的复合添加能同时提高焊缝金属的韧性(3#、4#和 1#、2#对比)。此外，热处理态焊缝的低温冲击功比焊态焊缝金属有较大幅度降低，且受 Mn、Ni、Mo 合金元素含量的影响明显：低温韧性随着 Mn+Ni+Mo 含量的升高而提高(3#、4#和 1#、2#对比)；尽管 3#焊缝 Mn+Ni 含量低于 4#焊缝，但 3#焊缝的-40 ℃低温冲击功达 124 J (优于 4#)，可见，3#焊缝中较高的 Mo 含量是提高其热处理态焊缝低温韧性的重要因素。

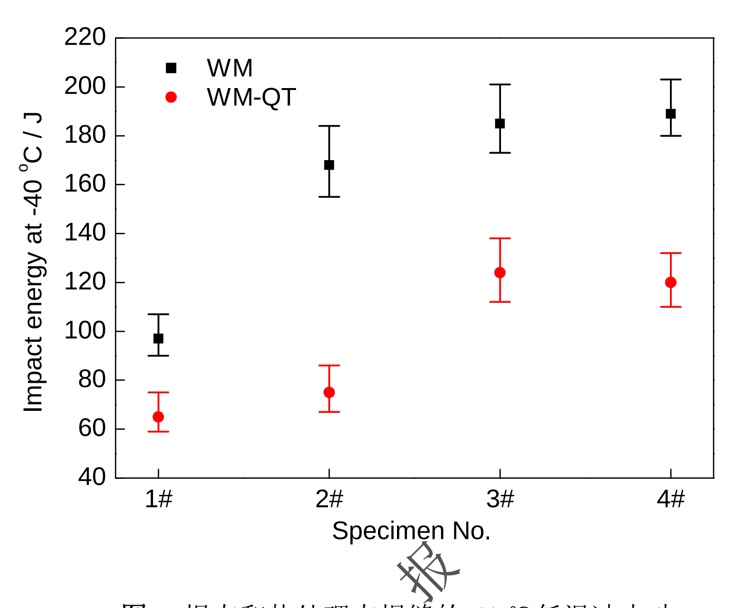


图 5 焊态和热处理态焊缝的-40 ℃低温冲击功

Fig.5 Impact energies of WM and WM-QT at -40 ℃

2.4 焊态和热处理态焊缝的金相组织

本课题组前期工作已对焊缝的焊态组织和力学性能进行了详细的探讨[16]，本工作主要分析不同 Mn、Ni、Mo 含量对焊缝热处理后组织转变行为及低温韧性变化的影响机制。由图 5 可知，3#焊缝的低温冲击功在热处理后仍达到最高(124 J)，而 2#焊缝的低温韧性在热处理后恶化最严重(降低 93 J)。2#和 3#焊态和热处理态焊缝的 OM 像如图 6 所示。根据 Abson 等对焊缝组织的定义[17]， 2# WM 由细小的 AF、先共析晶界铁素体(GBF)和侧板条铁素体(FSP)构成(图 6a)，3# WM 仅由 AF 和 GBF 构成(图 6b)，可见，Mn、Mo 含量的增加能有效抑制 FSP 的形成。焊缝经过热处理后，上述组织均转变成 2# WM-QT (图 6c)和 3# WM-QT (图 6d)所示的上贝氏体(BF)和 AF，但图 6c 中的 BF 尺寸和含量均明显高于图 6d，而图 6d 中的 AF 含量高于图 6c，结合图 5 所示的低温韧性可知，3#焊缝中较高的 Mo 含量一方面对热处理焊缝中 BF 的尺寸和含量都有抑制作用，另一方面促进 AF 组织的转变，使热处理态焊缝中仍具有较高比例的 AF，从而保证优异的低温韧性。

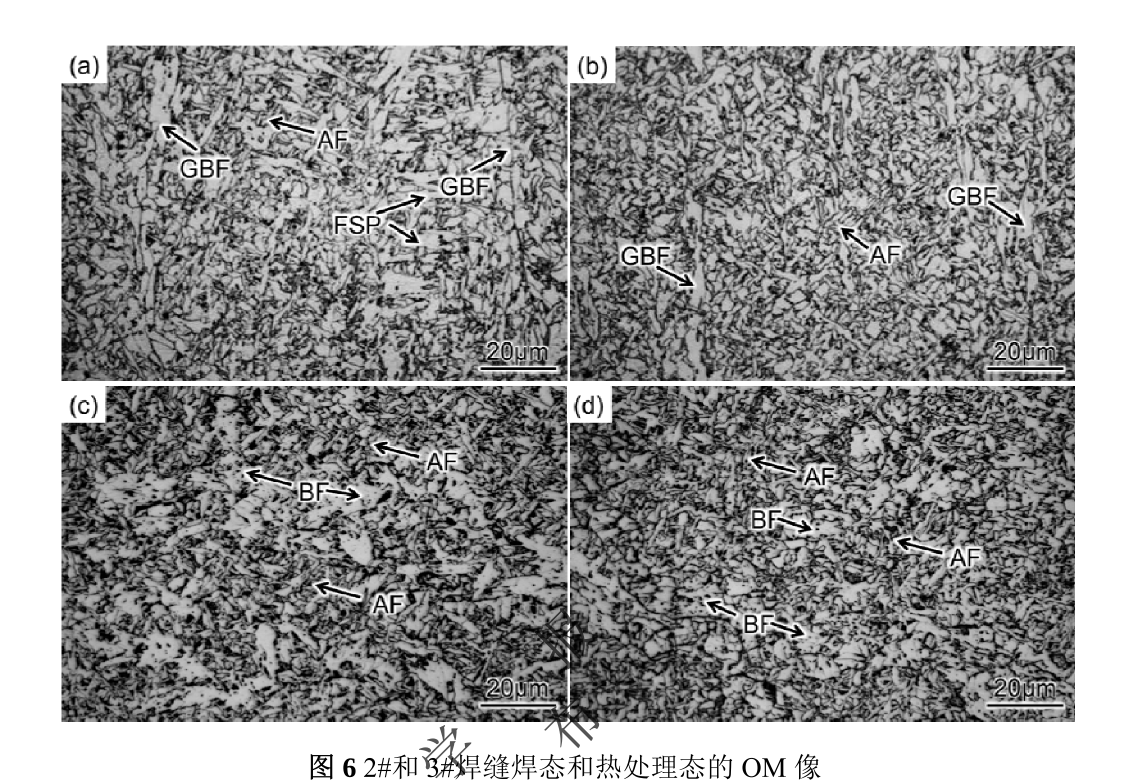


图 6 2#和 3#焊缝焊态和热处理态的 OM 像

Fig.6 OM images of the 2# and 3# weld metals at different conditions (AF—acicular ferrite, BF—upper bainite ferrite, GBF—grain boundary ferrite, FSP—ferrite side-plate)

(a) 2# WM (b) 3# WM (c) 2# WM-QT (d) 3# WM-QT

3 分析与讨论

3.1 焊缝金属的组织类型转变

图 7 给出 3#焊缝经过热处理过程中间态(淬火态(WM-Q))和实际热煨弯管焊缝组织的 OM 像。图 6b、7a 和 6d 显示了 3#焊缝在热弯及回火时的组织演变。可见，焊缝金属从焊态(WM)、淬火态(WM-Q)、回火态(WM-QT)的转变过程中，焊缝中仍保留了一定比例的 AF 组织，3#焊缝(图 6b)中原奥氏体晶界处的 GBF 组织转变为 BF 组织，且在回火过程尺寸增大(图 6d 和图 7a 对比)，但其 BF 组织的含量及尺寸仍低于 2#焊缝回火态组织(图 6c 和图 6d 对比)。对比图 7b 和图 6d 可知，热煨弯管焊缝金属的显微组织以 BF 为主，AF 含量较少，这与热模拟组织有一定的差距。已有研究[18]表明，粗大奥氏体晶粒有助于 AF 在晶内夹杂物处形核长大，而 BF 易于在晶界处形核长大。3#焊态、淬火态和热煨弯管焊缝的原奥氏体晶界的 OM 像如图 8 所示。可以看出，焊态焊缝的原奥晶界清晰干净，而 WM-QT 焊缝的原奥晶界生成许多细小的奥氏体晶粒，柱状晶形貌依然可见且晶粒粗大，但实际弯管焊缝中观察不到柱状晶形貌，而是形成了较多相对粗大的奥氏体晶粒。对比图 8b 和图 7a 可知，在短时间奥氏体化过程中，原始晶界处形核长大的奥氏体晶粒在随后的冷却过程中转变为 BF，

而晶内依然保持大尺寸奥氏体晶粒，因此在冷却过程中依然形成以 AF 为主的组织。而实际弯管由于热循环以及热弯变形作用等条件更利于奥氏体化过程中奥氏体晶粒的形核和长大(图 8c)，因此其相变组织以 BF 为主(图 7b)。由此可见，造成实际热煨弯管焊缝组织和热模拟焊缝组织存在差异的原因在于，实际热弯过程中高温停留时间大于 60s，原奥氏体晶界处的 BF 转变更加充分，而 BF 的增加是导致焊缝金属低温韧性降低的原因之一。

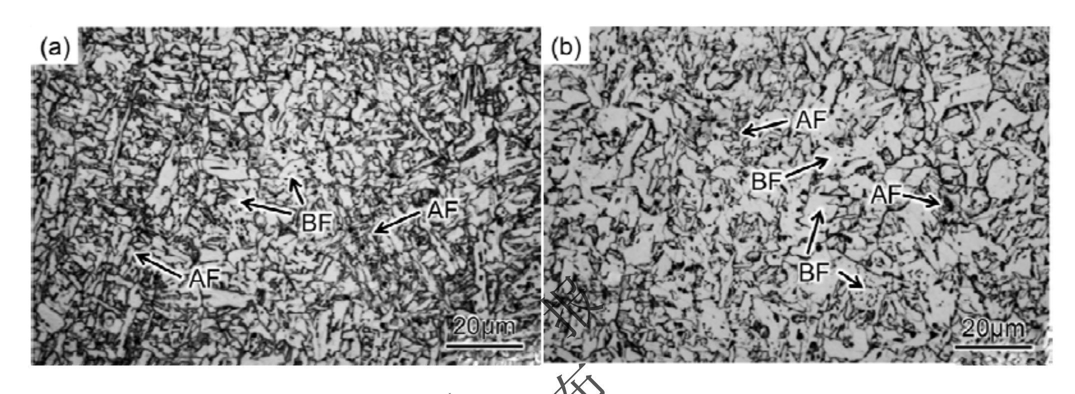


图 7 3#焊缝金属热处理中间态(淬火态)及实际弯管焊缝的 OM 像

Fig.7 OM images of the 3# weld metal for quenching (Q) condition and hot bending pipe (HBP)

(a) 3# WM-Q (b) 3# WM-HBP

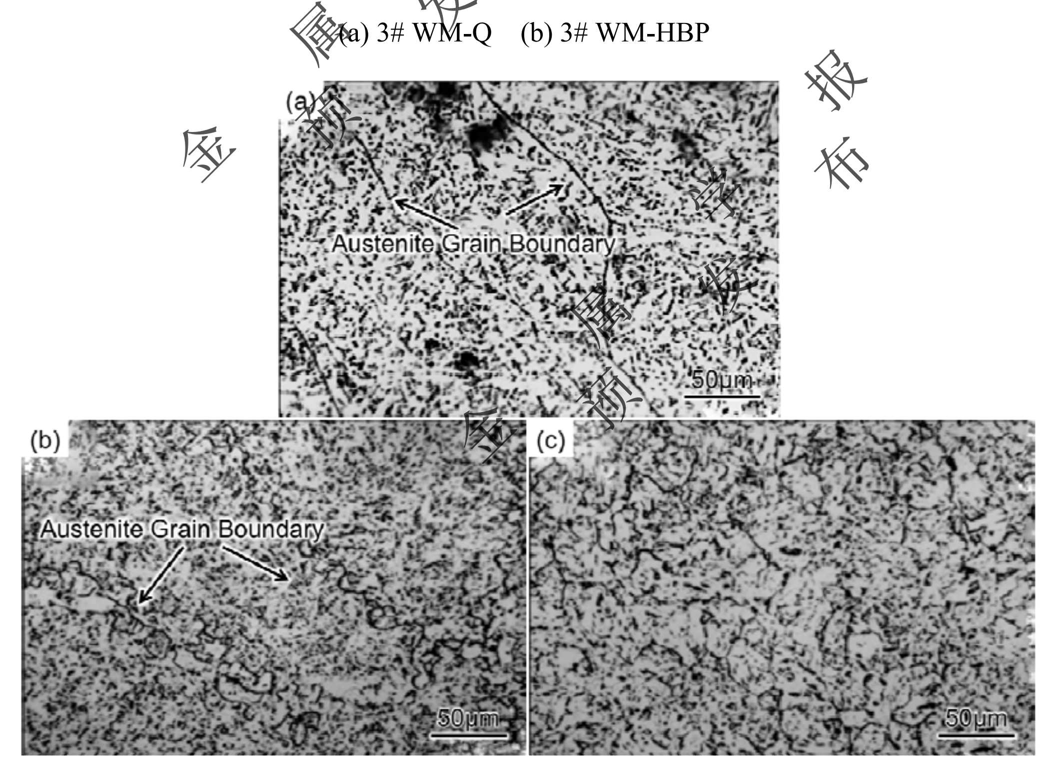


图 8 3#焊态、淬火态和热煨弯管焊缝的原奥氏体晶界 OM 像

Fig.8 OM images of austenite grain boundaries in 3# weld metal

(a) 3# WM (b) 3# WM-QT (c) 3# WM-HBP

此外，各个组织形貌观察表明均存在黑色第二相颗粒。3#焊态、淬火态、淬火+回火态、热煨弯管焊缝经过 LePera 试剂侵蚀后的 OM 像如图 9 所示。焊态(图 9a)及淬火态组织(图 9b)第二相颗粒主要为白色的 M/A 颗粒，呈块状或针状分布在柱状晶、AF/AF 或 AF/BF 界面。而经过热模拟淬火+回火焊缝(图 9c)和实际热煨弯管焊缝(图 9d)的 M/A 显著减少，且残留的 M/A 尺寸也相对较小，其统计比例如图 10 所示。根据 Li 等[19]的研究结果表明，这种均匀弥散分布的细小 M/A 有助于提高金属的强度，但对低温韧性影响不大。

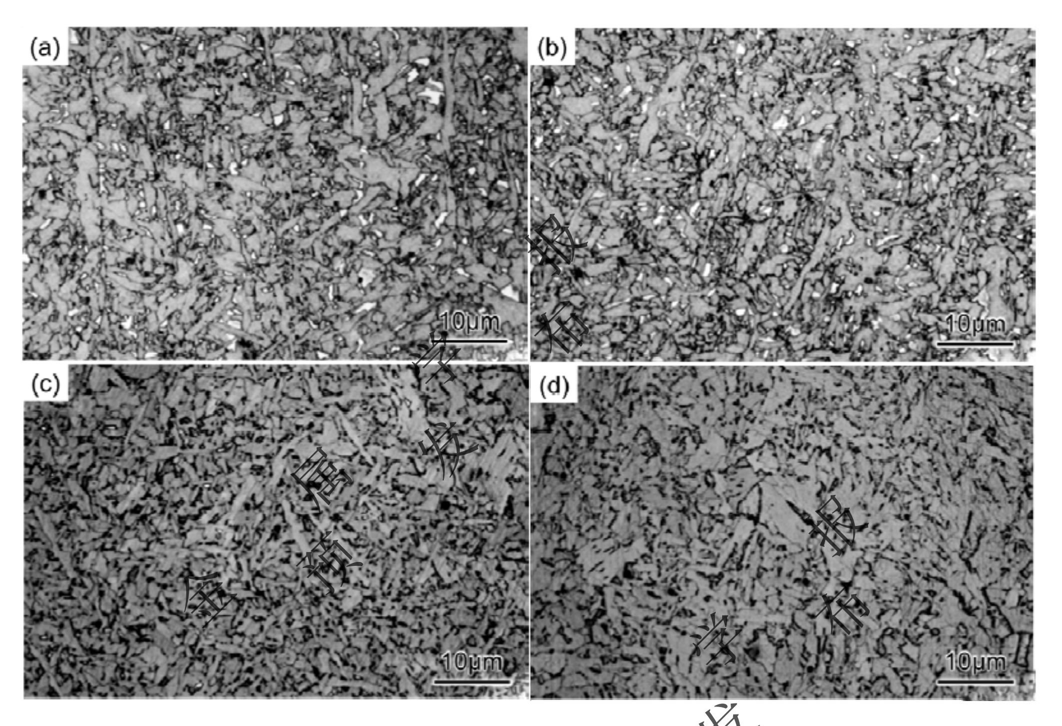


图 9 3#焊态、淬火态、淬火+回火态、热煨弯管焊缝经 LePera 试剂侵蚀的马氏体/奥氏体(M/A)的 OM 像

Fig.9 OM images of M/A in 3# weld metals

(a) 3# WM (b) 3# WM-Q (c) 3# WM-QT (d) 3# WM-HBP

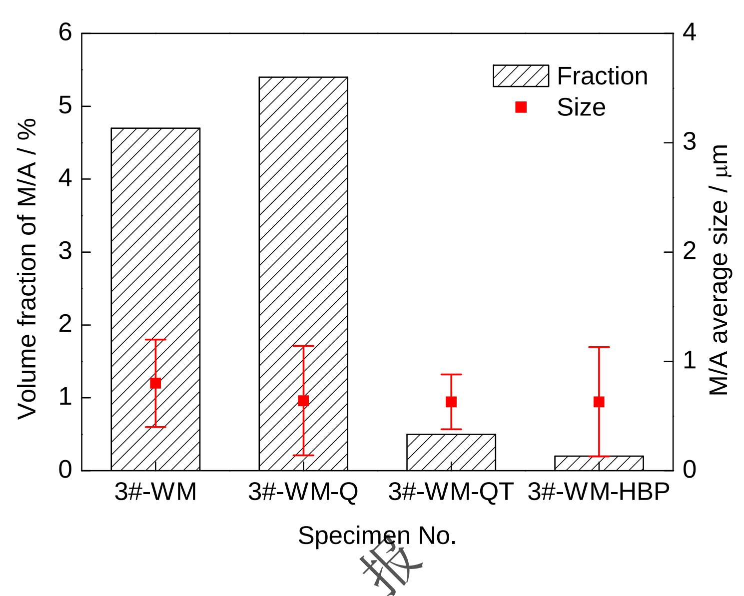


图 10 3#焊缝金属不同状态下的 M/A 体积分数和平均尺寸

Fig.10 Volume fractions of M/A islands and their average sizes in samples of Fig.9

通过 TEM 表征 3#焊缝热处理前后的典型组织转变如图 11 所示。由图 11a 可见，焊态焊缝中的 AF 以夹杂物为中心形核，研究[16]表明，Mn 含量的增加促使这些 Ti、Mn、O 的复合夹杂物含量的提高，有利于提高具有良好强韧性质的 AF 含量。淬火态下得到的贝氏体主要是以板条为主的 BF，且板条束贯穿整个奥氏体晶粒(图 11b)。经过回火处理后，奥氏体晶界处可观察到板条状 BF (图 11c)，但其板条宽度比淬火态增大，这与 OM 像显示的结果一致(图 7a 和图 6d)。值得注意的是，回火后还观察到未完全分解的 M/A (图 11d)，在其边界处可以发现少量 M/A 已分解为渗碳体。此外，奥氏体晶界处也有大量渗碳体析出(图 11e)，其长度为 300~600 nm，宽度或厚度为 35~70 nm，在 OM 像中显示为黑色团簇，这也是热处理焊缝金属中虽然 M/A 含量大幅下降，但硬度并未下降的主要原因，但这种沿晶界分布的大尺寸渗碳体对冲击韧性极为不利[20]。

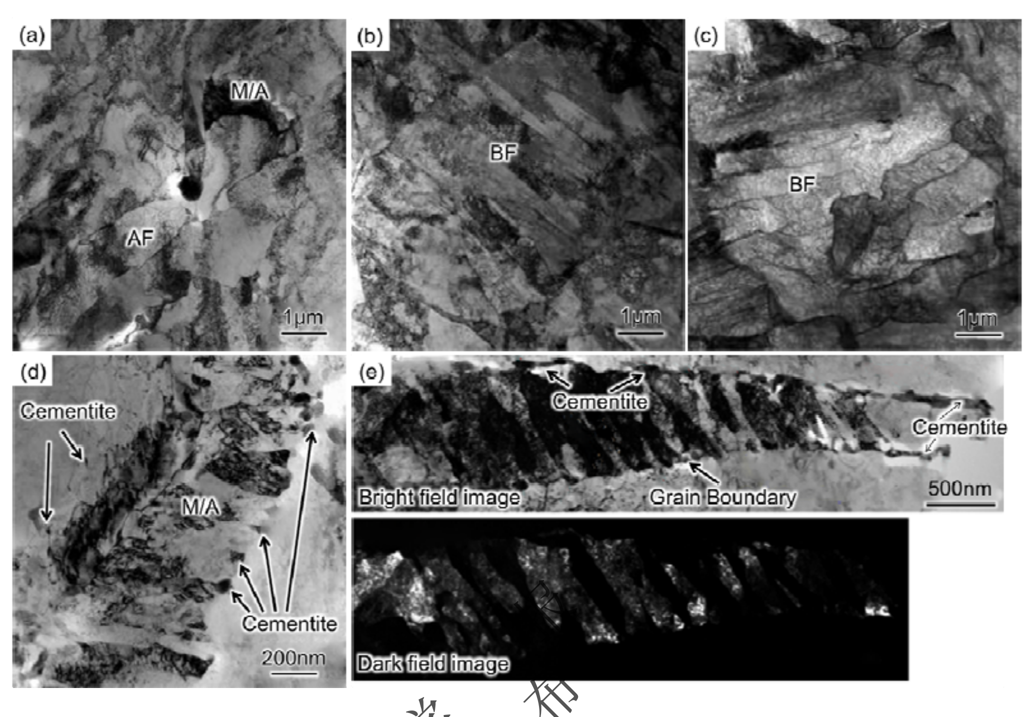


图 11 3#焊缝热处理前后组织演变的 TEM 像

Fig.11 TEM images of the 3# weld metal at quenching and tempering conditions

(a) 3# WM (b) 3# WM-Q (c~e) 3# WM-QT

3.2 焊缝金属中的组织含量转变

已有研究[21,22]表明，高比例的大角度晶界(取向差≥15°)可提高材料阻止脆性断裂的能力。为此，利用 EBSD 对焊态和热处理态的焊缝组织特征作进一步分析，如图 12 所示。从 Euler 图(图 12a 和 b)可以看出，3# WM 中组织主要由精细的 AF 和少量 GBF 组成，而 3# WM-QT 中出现较高比例的 BF 组织。根据晶粒取向差分布图及统计数据(图 12c)可知，焊态焊缝大角度晶界占 76.8%，热处理态焊缝大角度晶界占 67.1%，可见热处理后焊缝金属的大角度晶界向小角度晶界转换，这就使热处理态焊缝的阻止脆性断裂的能力下降，低温韧性变差。统计 2 种状态焊缝的晶粒尺寸如图 12d 所示。可以看出，焊态和热处理态焊缝的小尺寸(≤3 μm)有效晶粒比例分别为 77.6%和 71.4%，与大角度晶界的统计结果相差不大(图 12c)，表明焊缝中小尺寸有效晶粒与大角度晶界具有一定的相关性。研究[23]表明，细小晶粒能使裂纹在扩展过程需要消耗更大的能量，从而提高冲击吸收功。结合组织分析结果(图 6b 和 d)可知，焊态焊缝的大角度晶界、小尺寸有效晶粒与焊缝金属中的 AF 有关，因此，热处理态焊缝金属中 AF 含量的减少使大角度晶界和小尺寸晶粒比例下降，也是造成热处理态焊缝低温冲击恶化的原因。

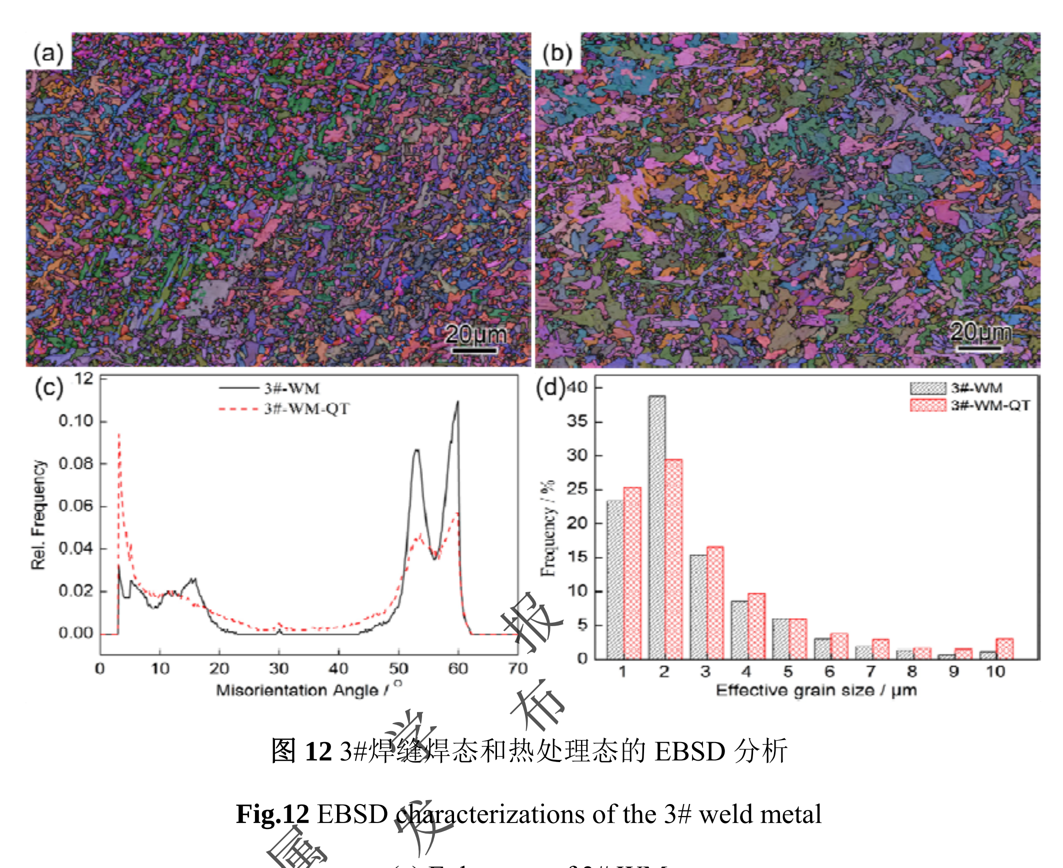
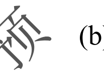


图 12 3#焊缝焊态和热处理态的 EBSD 分析

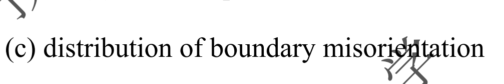
Fig.12 EBSD characterizations of the 3# weld metal



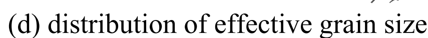
(a) Euler map of 3# WM



(b) Euler map of 3# WM-QT



(c) distribution of boundary misorientation



(d) distribution of effective grain size

3.3 冲击断口分析

图 13 为不同状态 3#焊缝-40 ℃冲击断口形貌的 SEM 像。可以看出，焊态焊缝的断口上呈现大量尺寸为 1~3 μm 的韧窝，且在韧窝中观察到 Mn、Ti 和 O 的微小夹杂物(图 13a 和 b)，表明焊缝金属中较高含量的细小 AF 组织使裂纹扩展途径非常曲折，裂纹沿 AF 晶界开裂需要更多的能量，体现出较高的低温韧性。热处理态焊缝呈现韧窝和准解理断裂形貌(图 13c)，而实际热弯焊缝呈现较大断裂单元的解理断裂，且断口形貌呈现较多二次裂纹(图 13d)，其与 BF 形貌和沿晶界分布的大尺寸渗碳体密切相关。粗大 BF 组织的形成会降低阻碍裂纹扩展的大角晶界密度，使得裂纹扩展吸收功减小。

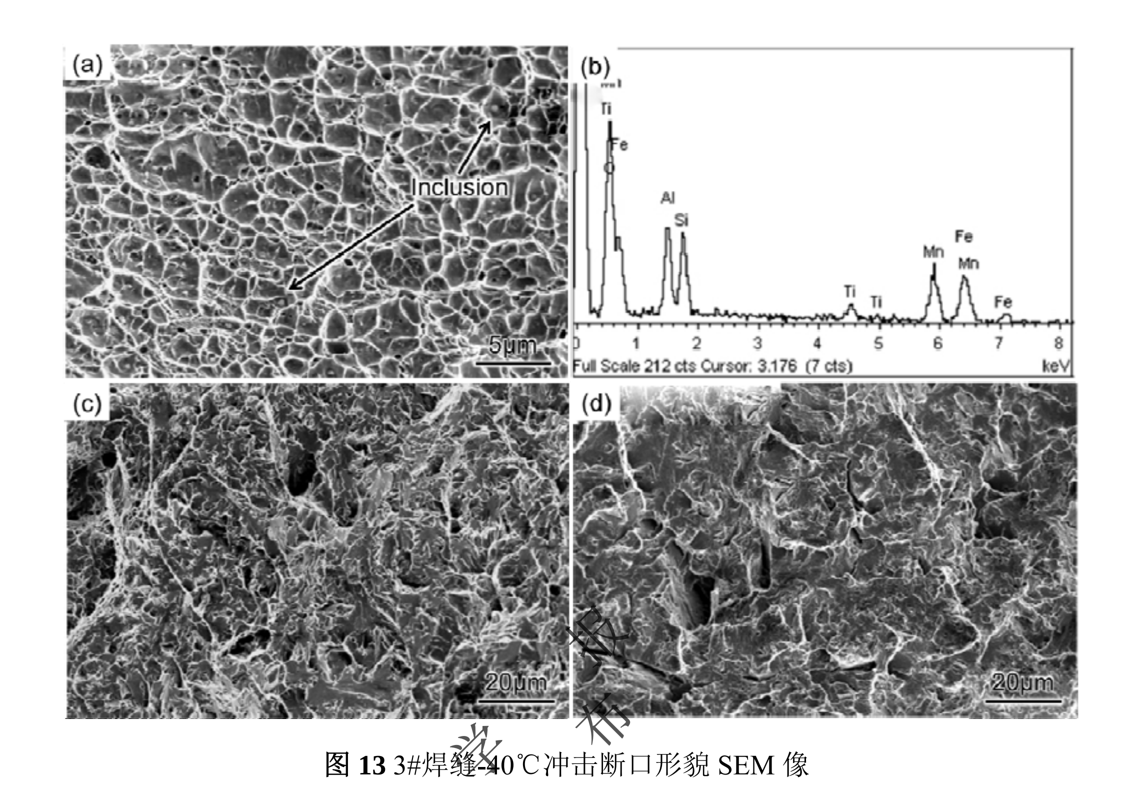


图 **13** 3#焊缝-40℃冲击断口形貌 SEM 像

Fig.13 Impact fracture SEM images of 3# weld metal at -40 ℃

(a) 3# WM (b) EDS of the inclusion (c) 3# WM-QT (d) 3#-WM-HBP

图 14 为焊态焊缝与热处理态焊缝冲击断口纵切面形貌的 SEM 像。通过对比裂纹扩展形貌可知，当裂纹扩展遇到 AF 时会发生偏折或停止，在图 14a 中显现为裂纹沿 AF 晶界扩展，路径弯曲，而当裂纹在无 AF 阻碍的条件下，裂纹扩展穿过 BF 晶粒，呈直线状(图 14b)，扩展阻力小，说明 AF 有利于提高裂纹扩展吸收功，提高冲击韧性，而 BF 阻碍裂纹扩展作用较弱。

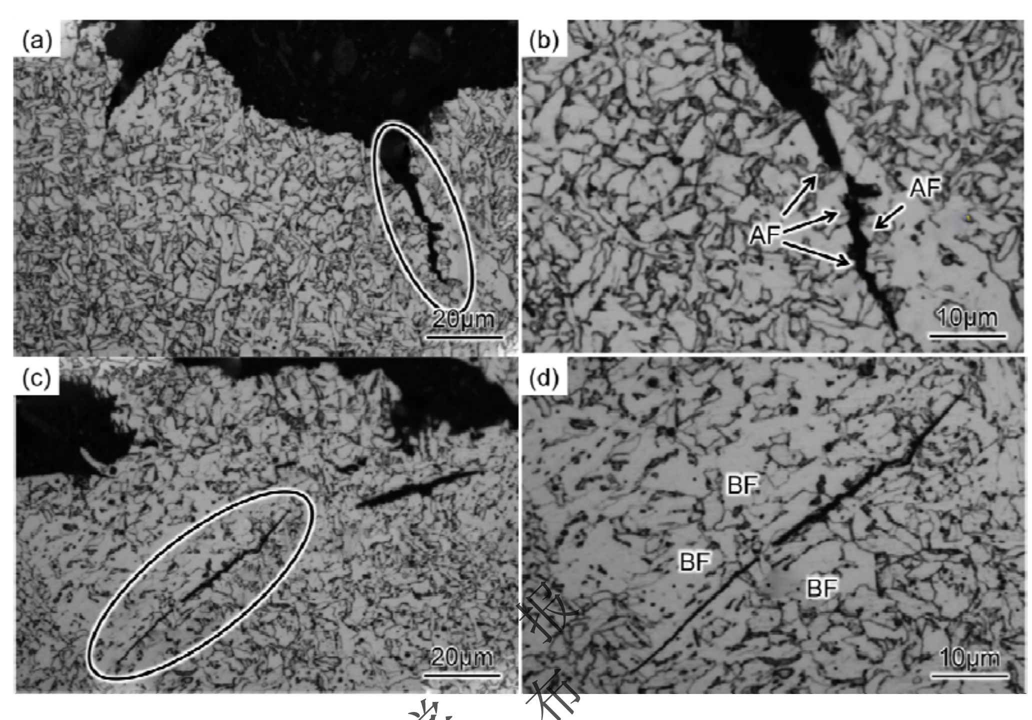


图 14 3#焊缝冲击断口附近的裂纹扩展形貌的 OM 像

Fig.14 OM images of the crack propagation

(a) 3# WM (b) local enlarged image of the crack in Fig.14a

(c) 3# WM-QT (d) local enlarged image of the crack in Fig.14c

根据 Edmonds[24]和 Yang[25,26]的研究，结合本研究对焊缝组织演变影响低温韧性的规律分析，可给出裂纹扩展示意图，如图 15 所示。可见，低温条件下上贝氏体所能贡献的冲击韧性远小于针状铁素体。在焊缝组织中小尺寸 AF 具有较高的大角晶界密度，解理断裂的扩展通道将被 AF 或者原奥氏体晶界多次偏折或阻碍，并且在大角度晶界处止裂(图 15a)。因此，AF 的大角度晶界能够提高裂纹扩展功。而对于 BF，裂纹扩展仅在遇到团簇组织(packet)或原奥氏体晶界才会被阻碍，因为，packet 及原奥氏体晶界为大角度晶界，而 packet 内的贝氏体/贝氏体边界为小角度晶界，无法有效阻碍或偏折裂纹。此外，packet 和原奥氏体晶界密度远低于 AF 晶界密度，因此，以 BF 为主的显微组织对提高冲击功作用较弱。另外，较大尺寸的渗碳体沿晶界或 packet 边界分布，将导致冲击实验过程应力集中，弱化阻碍裂纹扩展的晶界，致使发生瞬时的完全解理断裂。

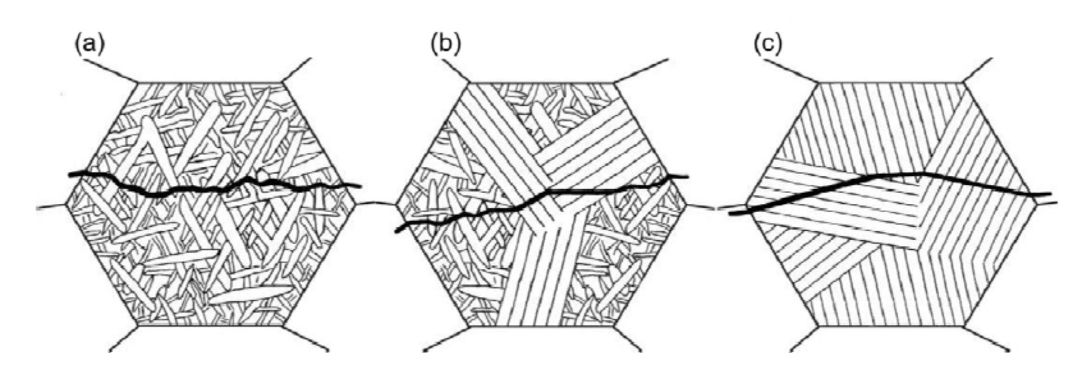


图 15 裂纹扩展和偏折示意图

Fig.15 Schematics indicating cleavage crack propagation and deflection

(a) AF (b) AF+BF (c) BF



4 结论

(1) 成功研发了适用于 K65 热煨弯管用实芯埋弧焊丝。研制焊丝可使直缝管焊缝金属抗拉强度达 741~768 MPa，-40 ℃冲击功达 90~185 J，并使焊缝经热处理后-40 ℃冲击功达 65~124 J，能够满足 K65 管线钢的低温服役环境要求。

(2) 在确保焊缝中含有 0.2%以上的 Mo，适当降低 Mn、Ni 含量，可使焊缝焊态和热处理态显微组织具有高含量的 AF，从而达到高强度、高低温韧性的性能指标。

(3) 热处理态焊缝金属中，AF 与 BF 的比例与回火前焊缝金属中原奥氏体晶界形态相关，若保障热弯过程焊缝金属依然具有较大尺寸的柱状晶形貌，在后续冷却相变过程依然会形成较多含量的 AF。反之，BF 含量增加。

(4) 热处理态焊缝金属低温冲击功降低的主要原因是：AF 含量减少，BF 含量增加；形成大尺寸沿晶界分布的渗碳体。BF 较难阻止裂纹扩展，其裂纹扩展通道较为畅通，且裂纹平直、尺寸较大。AF 可以有效偏折和阻止裂纹扩展，能够提高裂纹扩展吸收功。

参考文献

[1] Gao H L. The challenges for pipeline projects & development trend of pipeline steel [J]. Weld. Pipe Tube, 2010, 33(10): 5

(高惠临. 管道工程面临的挑战与管线钢的发展趋势 [J]. 焊管, 2010, 33(10): 5)

[2] Stalheim D G. The use of high temperature processing (HTP) for high strength oil and gas transmission pipeline application [A]. Proceedings of the 5th steels Conference [C]. Iron Steel, 2005, 40: 699

[3] Niu J, Liu Y L, Feng Y R, et al. Low temperature embrittlement of X80 steel weld after heat treatment [J]. Hot Work. Technol., 2010, 39(19): 15

(牛 靖, 刘迎来, 冯耀荣等. 热处理状态下 X80 钢焊缝的低温脆化 [J]. 热加工工艺, 2010, 39(19): 15)

[4] Keehan E, Karlsson L, Andren H O, et al. New developments with C-Mn-Ni high-strength steel weld metals, Part A——microstructure [J]. Weld. J., 2006, 85: 200.s (请核对页码)

[5] Keehan E, Karlsson L, Andrén H O. Influence of carbon, manganese and nickel on microstructure and properties of strong steel weld metals: Part 1–Effect of nickel content [J]. Sci. Technol. Weld. Join., 2006, 11: 1

[6] Keehan E, Karlsson L, Andrén H O, et al. Influence of carbon, manganese and nickel on microstructure and properties of strong steel weld metals: Part 2-impact toughness gain resulting from manganese reductions [J]. Sci. Technol. Weld. Join., 2006, 11: 9

[7] Bhole S D, Nemade J B, Collins L, et al. Effect of nickel and molybdenum additions on weld metal toughness in a submerged arc welded HSLA line-pipe steel [J]. J. Mater. Process. Technol., 2006, 173: 92

[8] Zhang M, Yao C W, Fu C, et al. Submerged arc welding wire matched with X80 pipeline steel [J]. Trans. China Weld. Inst., 2006, 27(4): 64

(张 敏, 姚成武, 付 翀等. X80 管线钢埋弧焊匹配焊丝研制 [J]. 焊接学报, 2006, 27(4): 64)

[9] Pan X, Wang Y B, Zhang Y. Development of submerged arc welding wire for third generation pipeline X90 [A]. The National Metal Products Information Network Twenty-Third annual Meeting and the 2013 Metal Products Industry Information Technology Symposium [C]. Wuxi: The Chinese Society for Metals, 2013

(潘 鑫, 王银柏, 张 宇. 第三代管线 X90 用埋弧焊丝研制 [A]. 全国金属制品信息网第 23 届年会暨 2013 金属制品行业技术信息交流会论文集 [C]. 无锡: 中国金属学会, 2013)

[10] Bi Z Y, Liu H Z, Jing X T, et al. Research on submerged arc welding wire for X100 pipeline steel [J]. China Weld., 2011, 20(2): 56

[11] Zhang X L, Liu Y L, Feng Y R, et al. Relationship of microstructure and toughness index of reheated high grade pipeline steels [J]. Dev. Appl. Mater., 2008, 23(1): 1

[12] Arai Y, Kondo K, Hirata H, et al. Metallurgical design of newly developed material for seamless pipes of X80-X100 grades [A]. ASME 2007 26th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering Volume 4: Materials Technology; Ocean Engineering [C]. San Diego, California, USA: ASME, 2007, 37

[13] Wu D Y, Han X L, Tian H T, et al. Microstructural characterization and mechanical properties analysis of weld metals with two Ni contents during post-weld heat treatments [J]. Metall. Mater. Trans., 2015, 46A: 1973

[14] Yang W W, Zhao J, Jiao B, et al. Analysis and comparison of the K65 steel grade standards [J]. Weld. Pipe Tube, 2013, 36(7): 67

(杨玮玮, 赵 晶, 焦 斌等. K65 钢级标准的分析和对比 [J]. 焊管, 2013, 36(7): 67)

[15] Qian B N, Guo X M, Li J L, et al. Welding text of X80 high strength pipeline steel [J]. Weld. Join., 2002, (8): 14

(钱百年, 国旭明, 李晶丽等. 高强度管线钢 X80 的焊接研究 [J]. 焊接, 2002, (8): 14)

[16] Wang X L, Dong L M, Yang W W, et al. Effect of Mn, Ni, Mo proportion on micro-structure and mechanical properties of weld metal of K65 pipeline steel [J]. Acta Metall. Sin., 2016, 52: 649

(王学林, 董利明, 杨玮玮, 等. Mn/Ni/Mo配比对K65管线钢焊缝金属组织与力学性能的影响 [J]. 金属学报, 2016, 52: 649)

[17] Abson D J, Pargeter R J. Factors influencing as-deposited strength, microstructure, and toughness of manual metal arc welds suitable for C-Mn steel fabrications [J]. Int. Met. Rev., 1986, 31: 141

[18] Babu S S. The mechanism of acicular ferrite in weld deposits [J]. Curr. Opin. Solid State Mater. Sci., 2004, 8: 267

[19] Li Y, Baker T N. Effect of morphology of martensite–austenite phase on fracture of weld heat affected zone in vanadium and niobium microalloyed steels [J]. Mater. Sci. Technol., 2010, 26: 1029

[20] Thomas G. Retained austenite and tempered martensite embrittlement [J]. Metall. Mater. Trans., 1978, 9A: 439

[21] Hwang B, Kin Y G, Lee S, et al. Effective grain size and charpy impact properties of high-toughness X70 pipeline steels [J]. Metall. Mater. Trans., 2005, 36A: 2107

[22] Padap A K, Chaudhari G P, Pancholi V, et al. Microstructural evolution and mechanical behavior of warm multi-axially forged HSLA steel [J]. J. Mater. Sci., 2012, 47: 7894

[23] Yan W, Zhu L, Sha W, et al. Change of tensile behavior of a high-strength low-alloy steel with tempering temperature [J]. Mater. Sci. Eng., 2009, A517: 369

[24] Edmonds D V, He K, Rizzo F C, et al. Quenching and partitioning martensite—a novel steel heat treatment [J]. Mater. Sci. Eng., 2006, A438-440 : 25

[25] Yang J R, Yang C C, Huang C Y. The coexistence of acicular ferrite and bainite in an alloy-steel weld metal [J]. J. Mater. Sci. Lett., 1992, 11: 1547

[26] Yang J R, Huang C Y, Huang C F, et al. Influence of acicular ferrite and bainite microstructures on toughness for an ultra-low-carbon alloy steel weld metal [J]. J. Mater. Sci. Lett., 1993, 12: 1290